

Docket No. 220156US0

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

IN RE APPLICATION OF: Masatomo KAMADA, et al.

GAU:

SERIAL NO: NEW APPLICATION

EXAMINER:

FILED: HEREWITH

FOR: LOW-ALLOY HEAT-RESISTANT STEEL, HEAT TREATMENT METHOD THEREFOR, AND TURBINE ROTOR COMPRISING THE SAME

JC879 U.S. PTO
10/086699
03/04/02

REQUEST FOR PRIORITY

ASSISTANT COMMISSIONER FOR PATENTS
WASHINGTON, D.C. 20231

SIR:

- ☐ Full benefit of the filing date of U.S. Application Serial Number , filed , is claimed pursuant to the provisions of 35 U.S.C. §120.
- ☐ Full benefit of the filing date of U.S. Provisional Application Serial Number , filed , is claimed pursuant to the provisions of 35 U.S.C. §119(e).
- ☒ Applicants claim any right to priority from any earlier filed applications to which they may be entitled pursuant to the provisions of 35 U.S.C. §119, as noted below.

In the matter of the above-identified application for patent, notice is hereby given that the applicants claim as priority:

COUNTRY

APPLICATION NUMBER

MONTH/DAY/YEAR

JAPAN

2001-061842

March 6, 2001

Certified copies of the corresponding Convention Application(s)

- ☒ are submitted herewith
- ☐ will be submitted prior to payment of the Final Fee
- ☐ were filed in prior application Serial No. filed
- ☐ were submitted to the International Bureau in PCT Application Number
Receipt of the certified copies by the International Bureau in a timely manner under PCT Rule 17.1(a) has been acknowledged as evidenced by the attached PCT/IB/304.
- ☐ (A) Application Serial No.(s) were filed in prior application Serial No. filed ; and
- ☐ (B) Application Serial No.(s)
- ☐ are submitted herewith
- ☐ will be submitted prior to payment of the Final Fee

Respectfully Submitted,

OBLON, SPIVAK, McCLELLAND,
MAIER & NEUSTADT, P.C.



Norman F. Oblon

Registration No. 24,618

C. Irvin McClelland
Registration Number 21,124



22850

Tel. (703) 413-3000
Fax. (703) 413-2220
(OSMMN 10/98)

OSP-11463 US

JCS79 U.S. PRO
10/086699
03/04/02

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されて
いる事項と同一であることを証明する。
This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed
with this Office

出願年月日
Date of Application:

2001年 3月 6日

出願番号
Application Number:

特願2001-061842

出願人
Applicant(s):

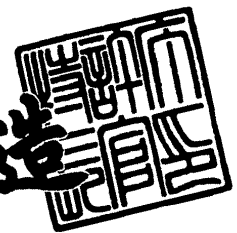
三菱重工業株式会社
日本鑄鍛鋼株式会社
三菱エンジニアリング株式会社



2001年10月 3日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

及川耕造



出証番号 出証特2001-3090464

【書類名】 特許願

【整理番号】 200002471

【提出日】 平成13年 3月 6日

【あて先】 特許庁長官 殿

【国際特許分類】 C22C 38/00
F01D 5/02

【発明の名称】 低合金耐熱鋼及びその熱処理方法並びにタービンロータ

【請求項の数】 12

【発明者】

【住所又は居所】 長崎県長崎市深堀町五丁目 7 1 7 番 1 号 三菱重工業株式会社 長崎研究所内

【氏名】 鎌田 政智

【発明者】

【住所又は居所】 長崎県長崎市深堀町五丁目 7 1 7 番 1 号 三菱重工業株式会社 長崎研究所内

【氏名】 藤田 明次

【発明者】

【住所又は居所】 神奈川県横浜市金沢区幸浦一丁目 8 番地 1 三菱重工業株式会社 基盤技術研究所内

【氏名】 大庭 義行

【発明者】

【住所又は居所】 福岡県北九州市戸畑区大字中原先ノ浜 4 6 番地 5 9 日本鑄鍛鋼株式会社内

【氏名】 岡村 義弘

【発明者】

【住所又は居所】 長崎県長崎市深堀町五丁目 7 1 7 番 1 長菱エンジニアリング株式会社内

【氏名】 山口 亮

【特許出願人】

【識別番号】 000006208

【氏名又は名称】 三菱重工業株式会社

【特許出願人】

【識別番号】 590005715

【氏名又は名称】 日本鑄鍛鋼株式会社

【特許出願人】

【識別番号】 000214711

【氏名又は名称】 長菱エンジニアリング株式会社

【代理人】

【識別番号】 100112737

【弁理士】

【氏名又は名称】 藤田 考晴

【代理人】

【識別番号】 100064908

【弁理士】

【氏名又は名称】 志賀 正武

【選任した代理人】

【識別番号】 100108578

【弁理士】

【氏名又は名称】 高橋 詔男

【選任した代理人】

【識別番号】 100101465

【弁理士】

【氏名又は名称】 青山 正和

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 008707

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9908282

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 低合金耐熱鋼及びその熱処理方法並びにタービンロータ

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%を含み、燐：0.012%以下、硫黄：0.005%以下、銅：0.10%以下、アルミニウム：0.01%以下、砒素：0.01%以下、錫：0.01%以下、アンチモン：0.003%以下であって、残部が不可避的不純物を含む鉄からなる組成を有し、結晶粒度番号が3以上6以下である金属組織を呈することを特徴とする低合金耐熱鋼。

【請求項2】 重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%、コバルト：0.1～3.5%を含み、燐：0.012%以下、硫黄：0.005%以下、銅：0.10%以下、アルミニウム：0.01%以下、砒素：0.01%以下、錫：0.01%以下、アンチモン：0.003%以下であって、残部が不可避的不純物を含む鉄からなる組成を有し、結晶粒度番号が3以上6以下である金属組織を呈することことを特徴とする低合金耐熱鋼。

【請求項3】 重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%を含み、さらにニオブ：0.01～0.15%、タンタル：0.01～0.15%、窒素：0.001～0.05%、硼素：0.001～0.015%のうちから選ばれたいずれか一種以上を含み、燐：0.012%以下、硫黄：0.005%以下、銅：0.10%以下、アルミニウム：0.01%以下、砒素：0.01%以下、錫：0.01%以下、アンチモン：0.003%以下であって、残部が不可避的不純物を含む鉄から

なる組成を有し、結晶粒度番号が3以上6以下である金属組織を呈することを特徴とする低合金耐熱鋼。

【請求項4】 重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%、コバルト：0.1～3.5%を含み、さらにニオブ：0.01～0.15%、タンタル：0.01～0.15%、窒素：0.001～0.05%、硼素：0.001～0.015%のうちから選ばれたいずれか一種以上を含み、燐：0.012%以下、硫黄：0.005%以下、銅：0.10%以下、アルミニウム：0.01%以下、砒素：0.01%以下、錫：0.01%以下、アンチモン：0.003%以下であって、残部が不可避的不純物を含む鉄からなる組成を有し、結晶粒度番号が3以上6以下である金属組織を呈することを特徴とする低合金耐熱鋼。

【請求項5】 前記金属組織中が主としてベーナイト相と初析フェライト相を呈することを特徴とする請求項1から請求項4のいずれかに記載の低合金耐熱鋼。

【請求項6】 前記金属組織中の初析フェライト相の量が5～40体積%であることを特徴とする請求項1から請求項5のいずれかに記載の低合金耐熱鋼。

【請求項7】 前記初析フェライト相中に炭・窒化物相が微細分散していることを特徴とする請求項1から請求項6のいずれかに記載の低合金耐熱鋼。

【請求項8】 少なくとも重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%を含み、残部が不可避的不純物を含む鉄からなる組成を有する鋼塊を、1000℃以上1100℃以下に加熱した後、900℃から700℃の範囲の所定の温度まで噴水冷却又は衝風冷却のうち1種以上の手法を用いて冷却し、次いで5分間乃至5時間空冷した後、300℃まで噴水冷却又は衝風冷却若しくは油冷却のうち1種以上の手法を用いて冷却することを特徴とする低合金耐熱鋼の熱処理方法。

【請求項 9】 少なくとも重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タンゲステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%を含み、残部が不可避的不純物を含む鉄からなる組成を有する鋼塊を、1000℃以上1100℃以下に加熱した後、800℃から600℃の範囲の所定の温度まで平均冷却速度が2℃/分より遅い速度で冷却し、次いで300℃まで平均冷却速度が2℃/分～15℃/分で冷却することを特徴とする低合金耐熱鋼の熱処理方法。

【請求項 10】 前記鋼塊の組成が重量%でニオブ：0.01～0.15%、タンタル：0.01～0.15%、コバルト：0.1～3.5%、窒素：0.001～0.05%、硼素：0.001～0.015%のうちから選ばれたいずれか一種以上を含むことを特徴とする請求項 8 または請求項 9 に記載の低合金耐熱鋼の熱処理方法。

【請求項 11】 前記鋼塊中の不純物組成が重量%で磷：0.012%以下、硫黄：0.005%以下、銅：0.10%以下、アルミニウム：0.01%以下、砒素：0.01%以下、錫：0.01%以下、アンチモン：0.003%以下であることを特徴とする請求項 8 乃至請求項 10 に記載の低合金耐熱鋼の熱処理方法。

【請求項 12】 請求項 1 から請求項 7 のいずれかに記載の低合金耐熱鋼からなることを特徴とするタービンロータ。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は低合金耐熱鋼、特に大型のタービンロータ材や発電プラント用耐熱部材、高温機器用構造部材として優れた性能を示す低合金耐熱鋼及びその製造方法、並びにその低合金耐熱鋼を用いたタービンロータに関するものである。

【0002】

【従来の技術】

従来、火力発電用蒸気タービン等の高温タービンロータ材として用いられる耐

熱鋼の例としては、高Cr系の12Cr鋼（特開昭60-165359、特開昭62-103345参照）や低合金系のCrMoV鋼（特開昭60-70125参照）がもっぱら使用されてきた。12Cr鋼は高温強度が優れているため、最高600℃程度の蒸気温度のプラントに適用することも可能であるが、高合金鋼であるため素材の製造が難しく、コスト高になる難点がある。一方、CrMoV鋼は高温強度の限界から使用温度範囲が566℃迄の蒸気プラントに制限され、しかも蒸気温度によってはロータを冷却する必要があり、構造が複雑になる難点がある。

【0003】

しかしながら近年エネルギー効率の一層の向上が望まれるようになり、蒸気タービンの運転温度を高めようとする、従来の鋼種では高温機械特性、特にクリープ強度の点で不十分であり、より高い蒸気温度での使用に耐える材料を開発する必要がでてきた。従来、CrMoV鋼は約950℃の温度から焼入れして使用されてきた。焼入れ温度を高めると軟らかい初析フェライト相の析出が抑えられ、基地強化元素の固溶も促進されて材料強度は高まるが新たにクリープ脆化を起こすという問題が発生するため、焼入れ温度を高めることができなかった。コバルト、ニオブ、タンタル等の元素を添加して初析フェライト相の析出を抑制する試みもなされてきたがまだ満足いくものは得られていなかった。

【0004】

本発明らは、先に焼入れ温度を高め、従来のCrMoV鋼と同等以上の高い靱性を有し、かつ平滑クリープ試験において高いクリープ破断特性を備え、しかもクリープ脆化を起こしにくい優れたクリープ特性を備えた低合金耐熱鋼を提案した（特願平11-283551）。

先の提案では、高温特性、特にクリープ脆化特性には不純物の影響が大きいことを突き止め、所定の合金配合をするのみならず、燐、硫黄、銅、アルミニウム、砒素、錫、アンチモンといった有害な微量不純物元素を極力低く抑えることで、1000℃以上の高温からの焼入れを可能にし、初析フェライト相の析出を抑制して高い靱性を有し、高温特性に優れた、特にクリープ脆化を起こしにくい低合金耐熱鋼とその製造方法並びにその低合金耐熱鋼からなるタービンロータを

提案した。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】

しかし、先の提案の低合金耐熱鋼では素材が大型になった場合、中心部では良好な高温特性を有するものの、表層部では十分な高温特性が得られないという問題点があった。これはタービンロータのような大型材料では、表層部と中心部とで冷却条件が異なり、表層部近傍に適量の初析フェライトを析出させるような冷却条件を採用すると、中心部には必要以上に多量の初析フェライトが析出する不具合があった。また、特に基地強化元素を固溶させて強度を増すために焼入れ温度を高めた材料では結晶粒が粗大になり易いため、クリープ脆化を引き起こす可能性を残していた。

結晶粒を微細化するためには、強い鍛造や急速加熱処理を施したり、あるいは熱処理を繰り返し行う等の手段を講じてきた。比較的小型部材であれば強鍛造・急冷加熱が可能なので、目標の結晶粒を保つことは比較的容易であるが、タービンロータのような大型部材では、素材の鍛造工程において鍛伸と据え込みを繰り返し行ったり、熱処理を繰り返し行うしか方法が無く、工程が長引いて大幅なコスト高を余儀なくされている。

本発明は大型の素材でも表層部と中心部で均一な優れた高温特性、特に耐クリープ脆化特性を有する強度の高い部材を得ることを目的としている。

【0006】

【課題を解決するための手段】

本発明者らが前記課題を解決するために鋭意研究を重ねた結果、高温特性、特にクリープ脆化現象には、母材の結晶粒の大きさが大きな影響を及ぼしていることが判明した。タービンロータのような大型素材の熱処理において、従来からの冷却を行った場合、中心部では適量の初析フェライトを析出させやすいため平均結晶粒が比較的細くなり、強靱でクリープ脆化を起こさないのに対して、表層部では初析フェライトが析出しにくく結晶粒が粗大になり易いため、シャルピー衝撃吸収エネルギーが低下し、材質が脆化してクリープ脆化を引き起こす可能性があることが判明した。

その結果、所定の合金配合をして有害な微量不純物元素を極力低く抑えるのみならず、さらに母材の結晶粒の大きさを適正に制御することにより、高い靱性を有し、高温特性に優れ、特にクリープ脆化を起こさないタービンロータ材等の大型部材として最適な低合金鋼が得られることを見出した。

【0007】

母材の結晶粒の大きさとクリープ脆化の関係を明らかにするため、以下のような試験を実施した。

供試材として表1に示す材料成分番号1（C：0.26重量%（以下同じ）、Si：0.05、Mn：0.09、Ni：0.08、Cr：1.46、Mo：0.54、W：2.40、V：0.25、P：0.006、S：0.001、Cu：0.03、Al：0.003、As：0.006、Sn：0.005、Sb：0.0012）の素材を使用し、鍛錬の程度や前熱処理を変えることで結晶粒の大きさを種々変化させた。この供試材を1050℃に加熱した後、直径1200mmのロータの中心部及び表面から100mmの表層部の冷却を模擬した冷却相当の油焼入れをした。次いで、初期強度（0.2%耐力）が588～647MPaとなるように焼戻し温度を調節して材料特性試験用の試験片とした。

【0008】

これらの供試材について顕微鏡組織観察を行い、オーステナイト結晶粒度番号と初析フェライト量を測定した。オーステナイト結晶粒度番号は、JIS G 0551に規定された方法に準じた手法により測定した。この結果を表2に示す。さらに、シャルピー衝撃吸収エネルギーの測定とクリープ試験を実施した。クリープ試験は600℃-147MPaにおけるクリープ破断時間を平滑試料と切欠試料について測定した。これらの測定結果を表3に示す。

【0009】

表2及び表3の結果から、試料番号1-1ないし試料番号1-4はオーステナイト結晶粒度番号が3.2または4.1であり、初析フェライト相は析出しておらず、シャルピー衝撃吸収エネルギーは41（J）以上、平滑クリープ試験における破断絞りも72%以上と靱性に富んだ材料であることを示している。さらに、切欠クリープ試験でも14000時間経過後も破断を起こしておらず、耐クリ

ープ脆化性に優れていることが判る。

一方、オーステナイト結晶粒度番号が2.3または2.5と結晶粒が粗大化した（結晶粒度番号が小さくなった）試料番号1-5及び試料番号1-6では、シャルピー衝撃吸収エネルギーは30J以下、平滑クリープ試験における破断絞りも30.3%以下と材質が脆くなっていることを示している。また、平滑クリープ破断試験の破断時間は7500時間以上と本発明材より長いものの、切欠クリープ試験では約10000時間経過後に破断を起こしており、耐クリープ脆化性が劣っていることが判る。

詳しくは後述するが、耐クリープ脆化性に優れた本発明の材料は、クリープ破断時間比（切欠クリープ破断時間／平滑クリープ破断時間）が1.97以上であるのに対して、耐クリープ脆化性が劣っている比較材ではクリープ破断時間比は1.39以下となっている。

【0010】

以上の結果から、結晶粒が大きくなる（結晶粒度番号が小さくなる）とシャルピー衝撃吸収エネルギーが低下すると共に、クリープ脆化が顕在化することが明らかとなった。したがって、良好な高温材料特性を得るためには、オーステナイト相から変態したパーサイト相の結晶粒度番号が、3.0以上になるように結晶粒の大きさを制御する必要があることが判明した。

例えば、タービンロータ材として好ましい材料特性の判断基準は、0.2%耐力は588MPa以上、室温シャルピー衝撃吸収エネルギーは9.8J以上、600℃-147MPaにおけるクリープ破断時間は平滑クリープ試験で3000時間以上、切欠クリープ試験で10000時間以上、クリープ破断時間比（切欠クリープ破断時間／平滑クリープ破断時間）は1.6以上、平滑クリープ破断絞りは50%以上の材料特性が目標となる。

【0011】

また、タービンロータ材のような大型部材において、部材の表層部と中心部共に上記のような適正な大きさの結晶粒を有する低合金耐熱鋼を得るための方法を検討した。その結果、適量の初析フェライトを析出させて初析フェライトとパーサイトの混合組織にすることが、結晶粒径の制御に有効であることが明らかにな

った。ただし、大型部材においては表層部の冷却速度が速く、中心部の冷却速度が遅いため、表層部近傍に適量の初析フェライト相を析出させようとする、中心部では必要以上に多量の初析フェライト相が析出して材料強度が低下する不具合があった。

そこで第一の熱処理方法として、高温のオーステナイト領域まで加熱して急冷焼入れした後、所定の温度で一旦冷却速度を緩めて表層部と中心部との温度差を小さくして表層部も比較的緩やかに冷却して適量の初析フェライトを析出させ、しかる後再び急冷する熱処理を施すと、表層部と中心部とでほぼ同じ大きさの平均結晶粒を有する金属組織が得られることが判った。

また、第二の熱処理方法として、高温のオーステナイト領域まで加熱した後、高温領域を比較的遅い冷却速度で冷却し、その過程で素材の表層部にも適量の初析フェライト相を析出させ、しかる後低温域まで比較的早い冷却速度で冷却して材料強度を高める熱処理を施すと、表層部と中心部とでほぼ同じ大きさの結晶粒と初析フェライト相を有する金属組織が得られることが判った。

【 0 0 1 2 】

このような熱処理方法により得られた材料の金属組織は、初析フェライト相が析出したパーナイト相組織を呈している。そしてこの初析フェライト相の中には焼戻しによりモリブデン、タングステン、バナジウム等の基地強化元素の炭・窒化物が微細に分散析出しているのが認められる。従来初析フェライト相は柔らかく、材料強度を低下させるものと考えられており、極力析出させない方が良いとされていた。これに対して本発明では基地強化元素を使用することにより初析フェライト相を強化した上で、ある程度の量の初析フェライト相を析出させて、結晶粒の微細化に積極的に利用していく手段を採用した。

【 0 0 1 3 】

上記のような熱処理方法によって得られた本発明の低合金耐熱鋼を使用したタービンロータは、表層部及び中心部共にほぼ同じ大きさの最適結晶粒を有する金属組織を呈し、低温での強度及び靱性に優れ、かつ高温特性にも優れ、特にクリープ脆化を起こさないタービンロータとなる。また大型部材でも比較的単純な熱処理方法により製造するのでコストが安く、短時間で製造できる利点も有する。

【0014】

以上の結果、本発明をまとめると次のようになる。

即ち、請求項1に記載の低合金耐熱鋼は、重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%を含み、燐：0.012%以下、硫黄：0.005%以下、銅：0.10%以下、アルミニウム：0.01%以下、砒素：0.01%以下、錫：0.01%以下、アンチモン：0.003%以下であって、残部が不可避的不純物を含む鉄からなる組成を有し、結晶粒度番号が3以上6以下の金属組織を呈する低合金耐熱鋼である。

この低合金耐熱鋼は、従来のCrMoV鋼にタングステンを添加してクリープ特性の向上を図った上に、クリープ脆化に有害な燐、硫黄、銅、アルミニウム、砒素、錫、アンチモン等の微量不純物の許容量を低く限定して、その上で結晶粒を粒度番号3～6の範囲に調整して、特にクリープ脆化特性を改善したものである。

【0015】

請求項2に記載の低合金耐熱鋼は、重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%、コバルト：0.1～3.5%を含み、燐：0.012%以下、硫黄：0.005%以下、銅：0.10%以下、アルミニウム：0.01%以下、砒素：0.01%以下、錫：0.01%以下、アンチモン：0.003%以下であって、残部が不可避的不純物を含む鉄からなる組成を有し、結晶粒度番号が3以上6以下の金属組織を呈する低合金耐熱鋼である。

この低合金耐熱鋼は、請求項1の低合金耐熱鋼にさらにコバルトを添加して靱性の改善を図り、請求項1の低合金耐熱鋼と同様にクリープ脆化に有害な燐、硫黄、銅、アルミニウム、砒素、錫、アンチモン等の微量不純物の許容量を低く限

定し、その上で結晶粒を粒度番号 3～6 の範囲に調整して、クリープ脆化特性を改善したものである。

【 0 0 1 6 】

請求項 3 に記載の低合金耐熱鋼は、重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%を含み、さらにニオブ：0.01～0.15%、タンタル：0.01～0.15%、窒素：0.001～0.05%、硼素：0.001～0.015%のうちから選ばれたいずれか一種以上を含み、燐：0.012%以下、硫黄：0.005%以下、銅：0.10%以下、アルミニウム：0.01%以下、砒素：0.01%以下、錫：0.01%以下、アンチモン：0.003%以下であって、残部が不可避免の不純物を含む鉄からなる組成を有し、結晶粒度番号が 3 以上 6 以下の金属組織を呈する低合金耐熱鋼である。。

この低合金耐熱鋼は、請求項 1 の合金にさらにニオブ、タンタル、窒素、または硼素のうち少なくとも 1 種の微量元素を添加して、特に平滑クリープ特性の一層の向上を図るとともに、請求項 1 の合金と同様にクリープ脆化に有害な燐、硫黄、銅、アルミニウム、砒素、錫、アンチモンの不純物の許容量を低く限定し、その上で結晶粒を粒度番号 3～6 の範囲に調整して、クリープ脆化特性を改善したものである。

【 0 0 1 7 】

請求項 4 に記載の低合金耐熱鋼は、重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%、コバルト：0.1～3.5%を含み、さらにニオブ：0.01～0.15%、タンタル：0.01～0.15%、窒素：0.001～0.05%、硼素：0.001～0.015%のうちから選ばれたいずれか一種以上を含み、燐：0.012%以下、硫黄：0.005%以下、銅：0.10%以下、アルミニウム：0.01%以

下、砒素：0.01%以下、錫：0.01%以下、アンチモン：0.003%以下であって、残部が不可避的不純物を含む鉄からなる組成を有し、結晶粒度番号が3以上6以下の金属組織を呈する低合金耐熱鋼である。

この低合金耐熱鋼は、請求項1の合金にさらにコバルト及びニオブ、タンタル、窒素、または硼素のうち少なくとも1種の微量元素を添加し、靱性を向上させると共に平滑クリープ特性の一層の向上を図り、請求項1の合金と同様にクリープ脆化に有害な燐、硫黄、銅、アルミニウム、砒素、錫、アンチモンの不純物の許容量を低く限定し、その上で結晶粒を粒度番号3～6の範囲に調整して、クリープ脆化特性を改善したものである。

【0018】

請求項5ないし請求項7の発明は、請求項1から請求項4に記載した低合金耐熱鋼の金属組織を規定したものである。

すなわち、請求項5に記載の低合金耐熱鋼は、請求項1から請求項4のいずれかに記載の低合金耐熱鋼において、前記金属組織が主としてベーナイト相と初析フェライト相の複合組織を呈する低合金耐熱鋼である。

初析フェライト相を適度に析出させて積極的に利用し平均結晶粒径を制御することで、必要な材料強度を確保したまま、靱性、およびクリープ脆化特性を改善したものである。

請求項6に記載の低合金耐熱鋼では、その初析フェライト相の量を適量の5～40体積%に限定した。

通常の低合金鋼の析出する初析フェライト相は軟質であるため、多量に析出すると初期強度（0.2%耐力）やクリープ強度の確保が難しくなる。また、初析フェライト相は微細な針状組織の集合体であるベーナイト相に比べて靱性が低い組織であるため、多量に析出すると材料の靱性も低下する。そのため従来は初析フェライト相は少ない方が良くとされていたが、本発明では必要最低限の強度特性を確保できる範囲で初析フェライト相を析出させ、それを積極的に利用して結晶の大きさを制御し、靱性やクリープ脆化特性を改善するようにした。この観点から析出させる初析フェライトの適量範囲を規定した。

請求項7に記載の低合金耐熱鋼は、前記初析フェライト相中に炭・窒化物相が

微細分散している金属組織を呈する低合金耐熱鋼である。炭・窒化物相を析出させることにより初析フェライト相を強化し、クリープ強度をパーナイト相と同程度に高めることが可能となる。

このような金属組織とすることにより、優れた低温及び高温特性を有する低合金耐熱鋼、特に大型の低合金耐熱鋼素材とすることが可能である。

【 0 0 1 9 】

請求項 8 に記載の本発明の低合金耐熱鋼の熱処理方法は、少なくとも重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%を含み、残部が不可避的不純物を含む鉄からなる組成を有する鋼塊を、1000℃以上1100℃以下に加熱した後、900～700℃の範囲の所定の温度まで噴水冷却又は衝風のうち1種以上の手法を用いて冷却し、次いで5分間乃至5時間空冷した後、再び噴水冷却、衝風冷却又は油中冷却のうち1種以上の手法を用いて冷却する低合金耐熱鋼の熱処理方法を採用した。

高温領域を急冷して焼入れし、その後大気中に放置して空冷して表層部の冷却速度を小さくし、表層部と中心部との温度差を小さくして、表層部にも適量の初析フェライト相を析出させるようにした。

【 0 0 2 0 】

また、請求項 9 に記載の本発明の他の低合金耐熱鋼の熱処理方法は、少なくとも重量%で炭素：0.20～0.35%、珪素：0.005～0.35%、マンガン：0.05～1.0%、ニッケル：0.05～0.3%、クロム：0.8～2.5%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～2.5%、バナジウム：0.05～0.3%を含み、残部が不可避的不純物を含む鉄からなる組成を有する鋼塊を、1000℃以上1100℃以下に加熱した後、800℃から600℃の範囲の所定の温度まで平均冷却速度が2℃/分より遅い速度で冷却し、次いで300℃まで平均冷却速度が2℃/分～15℃/分で冷却する低合金耐熱鋼の熱処理方法とした。

この方法は高温領域を比較的緩やかな冷却速度で冷却して、その過程で表層部

にも初析フェライト相を析出させた後、冷却速度を早めて焼入れする方法である

【 0 0 2 1 】

請求項 1 0 に記載の本発明の低合金耐熱鋼の熱処理方法では、前記鋼塊の組成を重量％でニオブ：0.01～0.15％、タンタル：0.01～0.15％、コバルト：0.1～3.5％、窒素：0.001～0.05％、硼素：0.001～0.015％のうちから選ばれたいずれか一種以上を含んだ組成としたものである。これらに微量元素を添加することにより、結晶を微細化させると共に、クリープ強度を高めることが可能となる。

また、請求項 1 1 に記載の本発明による低合金耐熱鋼の熱処理方法では、前記鋼塊中の不純物組成を重量％で磷：0.012％以下、硫黄：0.005％以下、銅：0.10％以下、アルミニウム：0.01％以下、砒素：0.01％以下、錫：0.01％以下、アンチモン：0.003％以下の組成としたものである。クリープ脆化を防止するにはこれら微量不純物を低減させることが必要である。

【 0 0 2 2 】

請求項 1 2 に記載の本発明のタービンロータは、前記の請求項 1 から請求項 7 のいずれかに記載の低合金耐熱鋼で構成されているタービンロータである。

本発明のタービンロータは、大型のタービンロータであっても素材全体にわたって比較的均一な高温特性を有するので、これまで以上に高温で使用することが可能となり、比較的簡単な熱処理方法で製造可能なので、蒸気タービンのコストダウンが可能となる。

【 0 0 2 3 】

【発明の実施の形態】

まず、本発明における各成分範囲の限定理由を説明する。

炭素（C）：炭素は熱処理時の焼入れ性を確保するとともに材料強度を高める効果がある。また、炭・窒化物を形成して高温におけるクリープ破断強度の向上に寄与する。本合金系では0.20％未満の含有量では材料強度が十分でないで、下限値を0.20％とする。一方、炭素の含有量が多すぎると靱性が低下するとともに、高温度で使用中に炭・窒化物が凝集して粗大化し、クリープ破断

強度の低下やクリープ脆化の原因となる。従って炭素含有量の上限は0.35%とする。材料強度と靱性を兼ね備えるために特に好ましい範囲は0.25~0.30%である。

【0024】

珪素 (Si) : 珪素は脱酸材としての効果がある反面、基地を脆化させる。脱酸効果を期待する場合には最大0.35%までの含有量が許容されるが、本発明材の製造において製法によっては珪素による脱酸効果をさほど期待しなくても良い場合があり、含有量を最小限にとどめることが可能となる。ただし、極端に珪素を低くするためには原料の厳選が必要となり、コスト高を招くため、下限を0.005%とする。したがって、珪素の含有量の範囲は0.005~0.35%とする。好ましい範囲は0.01~0.30%である。

【0025】

マンガン (Mn) : マンガンは脱酸材として作用するとともに鍛造時の熱間割れを防止する効果を有する。又熱処理時の焼入れ性を高める効果もある。しかし、マンガン含有量が多くなるとクリープ破断強度が劣化するため、最大量を1.0%とした。ただし、マンガン含有量を0.05%未満に抑えるには原料の厳選と過度の精錬工程が必要となり、コスト高を招くので最低量は0.05%とする。したがって、マンガンの含有量の範囲は0.05~1.0%、好ましくは0.1~0.8%とする。

【0026】

ニッケル (Ni) : ニッケルは熱処理時の焼入れ性を高め、引張強さや耐力を向上させるほか、特に靱性を高める効果がある。含有量が0.05%に満たないと効果が認められない。しかしその一方で長時間クリープ破断強度は多量のニッケル添加により低下する。本発明の合金ではニッケル添加による焼入れ性や靱性向上はあまり期待せず、逆に長時間クリープ破断強度に及ぼすニッケルの悪影響を排除するために、ニッケル含有量の上限を0.3%以下に抑えることとした。靱性とのバランスを考慮してニッケルの含有量の範囲は0.05~0.3%、好ましくは0.08~0.20%とした。

【0027】

クロム (Cr) : クロムは熱処理時の焼入れ性を高めるとともに、炭・窒化物を形成してクリープ破断強度の改善に寄与し、かつマトリックス中に溶け込んで耐酸化性を改善する。またマトリックス自体を強化してクリープ破断強度を向上させる効果を有する。クロム含有量は0.8%未満では効果が十分でなく、2.5%を越える量を含むとかわってクリープ破断強度が低下する。したがってクロムの含有量の範囲は0.8~2.5%、好ましくは1.0~1.5%とした。

【0028】

モリブデン (Mo) : モリブデンは熱処理時の焼入れ性を高めるとともに、マトリックス中や炭・窒化物中に固溶してクリープ破断強度を向上させる。含有量が0.1%未満では効果が十分認められず、2.0%を越えて添加してもかわって靱性が低下し、コスト高にもなる。したがってモリブデンの含有量は0.1~1.5%、好ましくは0.5~1.5%とした。

【0029】

バナジウム (V) : バナジウムは熱処理時の焼入れ性を高めるとともに炭・窒化物となってクリープ破断強度を改善する。含有量が0.05%未満では十分な効果が得られない。また0.3%を越えて含むとクリープ破断強度がむしろ低下する。したがって、バナジウムの含有量は0.05~0.3%、好ましくは0.15~0.25とした。

【0030】

タングステン (W) : タングstenはマトリックス中や炭・窒化物中に固溶してクリープ破断強度を改善する。含有量が0.1%未満では十分な効果が得られない。また2.5%を越えて含むと偏析する恐れがあり、フェライト相が出やすくなって強度が低下する。したがって、タングstenの含有量は0.1~2.5%、好ましくは1.0~2.4%である。

【0031】

次に、有害な不純物である燐、硫黄、銅、アルミニウム、砒素、錫、アンチモンについて説明する。鋼材の機械的性質にとってこれらの不純物は低い方が好ましいことは論を待たない。しかし一般に鋼材中の不純物として含有許容量が規格

化されているのは、製鋼原料から必然的に持ち込まれる燐と硫黄のみにすぎない。燐と硫黄は鋼材の材質を脆くすることから、おおかたの鋼種で許容量を定めているが、精錬の困難さからかなり高い水準に定められている。本発明者らはタービンロータ用のCrMoV鋼の高温特性、特に切欠クリープ破断強度の向上を目指して鋭意研究した結果、微量不純物が切欠クリープ破断強度に大きな影響を持っていることを見いだした。微量不純物としては燐、硫黄ばかりでなく、銅、アルミニウム、砒素、錫、アンチモン等も悪影響を及ぼすことが判明した。これまで微量不純物は漠然と低い方が良くと認識されているのみで、具体的な許容量は明らかにされていなかった。本発明者らはこれら不純物について詳細に検討し、温度：600℃、応力147MPaの条件における切欠クリープ試験での破断時間10,000時間以上を目標に、含有量の許容量を具体的に示すこととした。

【0032】

燐(P)、硫黄(S)： 燐と硫黄はともに製鋼原料から持ち込まれる不純物であり、鋼材の中で燐化物や硫化物を形成して鋼材の靱性を著しく低下させる有害な不純物である。本発明者らの研究では、高温特性にも悪影響を及ぼすことが判明した。燐は偏析しやすく、二次的に炭素の偏析も招来し材質を脆化させる。特に高温で高い応力を長時間負荷した場合の脆化に大きな影響を及ぼすことが判明した。燐や硫黄を極端に低下させるのは製鋼工程の負担が大きくなるので、切欠クリープ試験の破断時間10,000時間以上を目途に上限を求めた結果、燐についてはその含有量の上限を0.012%、硫黄の上限は0.005%とした。より好ましくは燐は0.010%以下、硫黄は0.002%以下である。

【0033】

銅(Cu)： 銅は鋼材中の結晶粒界に沿って拡散して、材質を脆化させる。特に高温特性を劣化させる。切欠クリープ試験の結果から銅の含有量の上限は0.10%とした。より好ましくは0.04%以下である。

アルミニウム(Al)： アルミニウムは主として製鋼工程の脱酸材からもたらされるものであり、鋼材中で酸化物系の介在物を形成して、材質を脆化させる。切欠クリープ試験の結果からアルミニウムの含有量の上限は0.01%とした。より好ましくは0.005%以下である。

【0034】

砒素 (As)、錫 (Sn)、アンチモン (Sb) : 砒素、錫、アンチモンは製鋼原料から混入する場合が多く、ともに結晶の粒界に沿って析出して材質の靱性を低下させる。特に高温になると結晶粒界への凝集が著しくなり、急速に脆化する。切欠クリープ試験の結果からこれら不純物の含有量の上限は、砒素は0.01%、錫は0.01%、アンチモンは0.003%とした。より好ましくは砒素は0.007%以下、錫は0.007%以下、アンチモンは0.0022%以下である。

【0035】

次に、選択成分であるコバルト、ニオブ、タンタル、窒素及び硼素につき成分限定理由を説明する。

コバルト (Co) : コバルトはマトリックスに固溶してマトリックス自体を強化するとともに、フェライト相の析出を抑制する。又、靱性を向上させる効果もあるので、強度と靱性のバランスをとるのに有効である。添加量が0.1%未満では効果が現れず、3.5%を越えると炭・窒化物の析出を促進してクリープ特性を劣化させる。したがってコバルトの含有許容範囲は0.1%~3.5%とする。より好ましくは0.5~2.5%である。

【0036】

ニオブ (Nb) : ニオブは焼入れ性を高めるとともに炭・窒化物を形成してクリープ破断強度を向上させる。また、高温加熱時の結晶粒の成長を抑制し、金属組織の均質化に寄与する。添加量が0.01%未満ではその効果は認められず、また、0.15%を越えると靱性の著しい低下を招くとともに、ニオブの炭化物或いは炭・窒化物が使用中に粗大化し、長時間のクリープ破断強度を低下させる。したがってニオブの含有許容量は0.01%~0.15%とした。好ましくは0.05~0.1%の範囲である。

【0037】

タンタル (Ta) : タンタルもニオブと同様に焼入れ性を高めるとともに、炭・窒化物を形成してクリープ破断強度を向上させる。添加量が0.01%未満ではその効果は認められず、また、0.15%を越えると靱性の著しい低下を招

くとともに、タンタルの炭・窒化物が使用中に粗大化し、長時間のクリープ破断強度を低下させる。したがってタンタルの含有許容量は0.01%~0.15%とした。好ましくは0.05~0.1%の範囲である。

【0038】

窒素(N)： 窒素は炭素とともに合金元素と結合して炭窒化物を形成して、クリープ破断強度の向上に寄与する。添加量が0.001%未満で窒化物を生成することができないためその効果は認められず、0.05を越えると長時間の間に炭・窒化物が凝集して粗大化するので十分なクリープ強度が得られない。したがって窒素の含有許容量は0.001%~0.05%とした。好ましくは0.005~0.01%の範囲である。

【0039】

硼素(B)： 硼素は焼入れ性を高めると共に、粒界強度を高めてクリープ破断強度の向上に寄与する。添加量が0.001%未満ではその効果は認められず、また、0.015%を越えると焼入れ性がかえって悪化する。したがって硼素の含有許容量は0.001%~0.015%とした。好ましくは0.003~0.010%の範囲である。

【0040】

次に、本発明の低合金鋼の金属組織について説明する。

本発明の低合金耐熱鋼は、従来のCrMoV鋼よりも高温の1000℃以上の高温に加熱した後焼入れし、焼戻してから使用する。このような熱処理工程において、途中の冷却過程でオーステナイト相から初析フェライト相が析出するように冷却方法を選定している。初析フェライト相の析出が終わるとより低い温度でオーステナイト相はベーナイト相に変態する。さらに焼戻しを行うと初析フェライト相中に基地強化元素の炭化物や窒化物あるいは炭窒化物等の炭・窒化物が微細に分散して析出する。従って本発明の低合金耐熱鋼の金属組織は、ベーナイト相と初析フェライト相の混在した複合組織を呈し、初析フェライト相中には炭・窒化物が微細に分散した組織を呈している。初析フェライト相中に炭・窒化物が微細に分散した組織は、本発明の大きな特徴である。本発明では元のオーステナイトの結晶粒に比べて結晶粒が微細になっており、初析フェライト粒とベーナイ

ト粒（その大きさは初析フェライトが析出し終わった時点のオーステナイト粒の大きさに相当）の大きさが、平均して結晶粒度番号で3乃至6となっていることが必要である。結晶粒度番号が3未満では粗粒過ぎてクリープ脆化を起こす恐れがある。また、結晶粒度番号が6を越えると微細になりすぎてかえって高温強度が低下する。したがって、適当な結晶粒の大きさは結晶粒度番号で3乃至6の範囲、より好ましくは3.2乃至4.5の範囲である。

ここでいう結晶粒とは、ペーナイト相と初析フェライト相の境界、初析フェライト相同士の境界、ペーナイト相に変態した旧オーステナイト粒同士の境界を結晶粒界と定義し、結晶粒界で囲まれた部分を結晶粒とする。

【0041】

ここで、結晶粒度の測定方法について説明する。

結晶粒度の測定方法については、JIS G 0551(1998)に「鋼のオーステナイト結晶粒度試験方法」が、またJIS G 0552(1998)に「鋼のフェライト結晶粒度試験方法」が規定されている。本発明の低合金耐熱鋼は、オーステナイト安定領域の高温から焼入れをし、初析フェライト相を析出させてフェライト相とペーナイト相が混在した金属組織を呈するものとなっている。したがって、本発明ではフェライト相とペーナイト相が混在した複合組織について結晶粒度を規定することとする。前述の定義のとおり、ペーナイト相と初析フェライト相の境界、初析フェライト相同士の境界、ペーナイト相に変態した旧オーステナイト粒同士の境界を結晶粒界とし、これらの結晶粒界で囲まれた部分の大きさを結晶粒度とする。

結晶粒度の測定方法はJIS G 0552(1998)「鋼のフェライト結晶粒度試験方法」に規定されている、「混粒の場合」の測定方法に準ずることとした。すなわち、試験片の腐食面に現れた粒度を顕微鏡写真に撮影し、交差線分（粒径）による判定方法を用いて決定している。なお、結晶粒度番号が小さいほど、結晶粒度が大きいことを示している。

【0042】

本発明の低合金耐熱鋼では、前記初析フェライト相中に炭・窒化物相が微細に分散しているのが認められる。この炭・窒化物はモリブデン（Mo）、タングステン（W）、バナジウム（V）といった基地強化元素の炭・窒化物である。ある

いはまたニオブ（N b）、タンタル（T a）といった微量添加元素の炭・窒化物である。また、これらの炭・窒化物には鉄（F e）、クロム（C r）が溶け込んでいる場合もある。これらの炭・窒化物は微細に分散している限り本来軟らかくて弱いとされていた初析フェライト相を強化する効果を有している。この効果は、特にクリープ特性に対して有効である。

本発明では初析フェライト相を析出させることにより、全体として金属組織を適度な粒度に制御して高温強度を確保したまま、クリープ脆化を防いでいる。

【 0 0 4 3 】

初析フェライト相は、微細な針状組織の集合体であるベーナイト相に比べて靱性が低い組織であるため、多量に析出すると靱性の低下を招く。また、微細な炭・窒化物で強化されたとはいえ、ベーナイト組織に比べると幾分軟らかいため、その量が多すぎると材料強度（特に、0. 2 %耐力）が不足してしまう。したがって、初析フェライト相の量は体積%で5 ~ 4 0 %程度が適当である。初析フェライト相の量が5 体積%未満では、素材の表層部及び中心部を共に適正な結晶粒の大きさに制御することが困難である。また初析フェライト相の量が4 0 体積%を越えると、靱性が低下するとともに材料強度が確保できない。したがって、初析フェライト相の量は、5 ないし4 0 体積%、好ましくは1 0 ないし3 0 体積%、さらに好ましくは1 5 ないし2 5 体積%である。

光学顕微鏡組織中で初析フェライト相の占める割合は、通常用いられる画像解析装置で判定できる。

【 0 0 4 4 】

次に、高温特性のうち切欠クリープ破断強度について説明する。通常、鋼材に応力を加えると、比較的低い応力でも高温の時は非常に徐々にではあるが塑性変形を起こして伸びを呈し、やがては急速に伸びが進行してくびれ、破断に至る現象がクリープ及びクリープ破断現象である。元の試験片の断面積と破断したときの断面積の比がクリープ破断絞りである。高温クリープ試験は、高温で材料に一定静荷重を長時間作用させて破断するまでの時間を測定している。試験片は一定断面積を持つ丸棒が使用され、測定方法はJIS Z 2271(1999)に規定されている。J I Sに規定されているのは平滑クリープ試験であり、試験片の測定部分の

標点間は滑らかに削って仕上げたものが使用される。

【0045】

これに対して切欠クリープ試験では、標点間に切欠（ノッチ）を設けた試験片を使用する。引張られる測定部分の断面積（切欠底の断面積）を平滑クリープ試験の場合と同じにして応力を定めている。平滑クリープ試験では、引張応力を加えると標点間が次第に伸び、標点間がくびれてやがては破断に至る。これに対して試験片に切欠を設けると、試験片が引張られた時に、切欠部を変形させまいとする応力が切欠部を取り巻くように働き（いわゆる多軸応力）、伸び現象を呈することなく破断に至る。一般に延性の高い材料では、切欠によって変形が拘束されることによって破断に至るまでの時間が長くなるが、鋼種によっては、クリープ試験中に材料の脆化が徐々に進み、変形を伴わないで（ボイドの発生やその連結によってき裂が生じることなどによって）クリープ破断を起こすものが現れる。この場合は応力集中が作用して切欠試験の方が平滑試験より短時間で破断してしまう。このような現象を切欠弱化と呼び、クリープ脆化を示す指標として用いることができる。すなわち、応力や温度条件をそろえて、平滑クリープ破断試験及び切欠クリープ破断試験を行い、両者のクリープ破断時間を比較することで、クリープ脆化の程度を明確に示すことが可能となる。このような両者のクリープ破断時間の比を、クリープ破断時間比と定義する。

【0046】

すなわち、平滑クリープ破断時間をA、切欠きクリープ破断時間をBとしたとき、

クリープ破断時間比＝

$$\begin{aligned} & \text{切欠きクリープ破断時間 (B)} / \text{平滑クリープ破断時間 (A)} \\ & = B / A \quad \dots \dots (1) \end{aligned}$$

となる。

クリープ破断時間比が大きいほどクリープ脆化を起こしにくい材料といえることができる。大型タービンロータ材では、クリープ破断時間比（B/A）が1.6以上の材料であることが望ましい。

【0047】

タービンロータ等は運転中応力がかかった状態で長時間高温に曝されるので、経年的材料強度の低下が問題となる。従来、タービンロータ材等の高温部材についてはJ I Sに規定された平滑高温クリープ試験のみで品質が評価されていたが、本発明者らは切欠クリープ試験を行うことにより、材料の高温強度特性、特にクリープ脆化特性を評価することとした。クリープ脆化には有害な微量不純物が大きな影響を及ぼしている燐、硫黄、銅、アルミニウム、砒素、錫、アンチモンといった有害な微量不純物元素を極力低く抑え、かつ金属組織の結晶粒の大きさを結晶粒度番号で3乃至6にすることで、1000℃以上の高温からの焼入れを可能にし、低温強度及び高温強度に優れ、しかもクリープ脆化を起こさない材料の開発に成功した。

【0048】

次に、本発明の低合金耐熱鋼の製造方法について説明する。

本発明の低合金耐熱鋼の製造方法は、上述したとおり先ず所定の合金組成となるように母材を溶製する。ここで微量不純物を下げる方法は特に制限はなく、原材料の厳選を含めて公知のあらゆる精錬方法が利用できる。次に、所定の組成に溶解した合金溶湯を公知の方法で鋼塊に鑄造し、所定の鍛造・成形加工を施した素材に以下のような熱処理を施して、所望の大きさの結晶粒を有する低合金耐熱鋼とする。結晶粒の大きさを制御するには、冷却速度を制御して初析フェライト相を析出させれば、結晶粒度を結晶粒度番号で3.0以上の値に保つことが比較的容易に行える。本発明の熱処理方法に依れば、煩雑な製造工程を経ることなく、結晶粒度番号の値で3.0以上の値に保つことが可能となった。

【0049】

本発明の熱処理方法における温度の管理は、すべて最終製品の製品形状における最表層部に相当する位置で行うこととする。熱処理時の素材はおおよそ30～200mmの余肉を付けているので、その余肉を除いた製品の最表層部となる位置で温度管理する。温度管理にあたっては、管理位置の温度を直接計測する方法、素材の別の場所と管理位置との対応関係を予め把握しておき、別の位置の温度で管理する方法、予め取得していたデータや熱計算シュミレーションに基づいて、冷却水の推量や時間を管理する方法等を、自由に選択することができる。

【0050】

まず第一の熱処理方法は、上記素材を1000℃以上1100℃以下の温度、好ましくは1030℃～1070℃のオーステナイト領域温度に加熱した後、700℃～900℃の間の所定の温度まで噴水冷却又は衝風冷却のうち1種以上の手法を用いて冷却し、一旦上記の冷却を停止して5分ないし5時間の範囲の適切な時間大気中に放置して空冷し、再び噴水冷却、衝風冷却又は油中冷却のうち1種以上の手法を用いて冷却する熱処理方法である。

700℃～900℃の間の所定の温度とは、それぞれ素材の合金組成や素材の大きさ、形状等によって適宜選択設定する。

【0051】

700℃～900℃の間の所定の温度まで高温領域を冷却する過程では、素材の表層部は急冷されオーステナイト状態を保ったままであるが、素材の中心部では比較的徐冷させるので初析フェライト相が析出する。この温度間の平均冷却速度は2℃/分～15℃/分、好ましくは5℃/分～15℃/分とするのが望ましい。タービンロータ素材等の大型素材の製造にあたって、実質的に可能な最大速度の15℃/分を冷却速度の上限値とした。また、2℃/分より遅い冷却速度とすると、冷却停止温度に達する以前に多量の初析フェライト相が析出して、材料強度を確保することができないので、この冷却速度を下限とした。

このような冷却速度は、噴水冷却又は衝風冷却のうち1種以上の手法を用いて得られる。ここで噴水冷却とは、素材の大きさや形状に応じて水の流量を変化させることで、適切な冷却速度とすることができる。またこの処理には、水を霧状に噴霧させる、いわゆる噴霧冷却も含むものである。

【0052】

次いで700℃～900℃の間の所定の温度で冷却を一旦停止して、大気中で空冷する。この温度範囲では、空冷による自然冷却を基本としているが、特に保持方法や冷却方法を規定するものではない。したがって、冷却速度も規定するものではないが、あえて望ましい冷却速度を示すならば、2℃/分より遅い冷却速度が望ましい。冷却を一旦停止する時間は5分ないし5時間の範囲の適当な時間とする。また、5分ないし5時間の範囲の適当な時間とは、それぞれ素材の合金

組成や素材の大きさ、形状等によって適宜選択設定する。

この過程では素材の表層部と中心部との温度差が小さくなり、表層部も徐冷されるので表層部近傍及び中心部共に適量の初析フェライト相が析出する。

【 0 0 5 3 】

適切量の初析フェライト相の析出がほぼ終了した時点から再び冷却速度を速めて、材料強度を確保する。

7 0 0 ℃ ～ 9 0 0 ℃ の間の所定の温度からの冷却に関しては、3 0 0 ℃ までの温度範囲の冷却が重要となる。この間の冷却速度は 2 ℃ / 分 ～ 1 5 ℃ / 分、好ましくは 5 ℃ / 分 ～ 1 5 ℃ / 分とするのが望ましい。このような冷却速度は、噴水冷却又は衝風冷却に加え、油中冷却のうち 1 種以上の手法を用いて得られる。この温度領域で実質的に可能な最大の冷却速度を上限とした。また 2 ℃ / 分より遅い冷却速度では、冷却中に初析フェライト相が析出してその量の制御が困難になるからである。

初析フェライト相の析出が終了した、3 0 0 ℃ 以下の冷却については特に規定するものではなく、自由に選択することができる。

このような熱処理方法によって得られた低合金耐熱鋼には、0. 2 % 耐力（初期強度）が 5 8 8 M P a 以上 6 4 7 M P a 以下となるような焼戻しを施して、所望の鋼材を得る。

【 0 0 5 4 】

上記の熱処理による材料の組織制御は、比較的初析フェライト相が析出し易い成分系である、表 1 に示す本発明の鋼材組成において特に有効である。

本発明の鋼材組成は合金元素を多量に含み、かつ、通常より高い温度からの焼入れ処理を行っているため、焼戻し処理後に初析フェライト相中に微細な炭・窒化物相が析出して、通常の初析フェライト相に比べると硬くて耐クリープ性も良好で、クリープ脆化も起こさない。その結果、最高 3 5 % 程度の初析フェライト相を含む組織であっても、初期強度（0. 2 % 耐力）、クリープ破断強度共に良好で、かつ低靱性のフェライト相の増加と結晶粒微細化効果との相殺効果により、シャルピー衝撃吸収エネルギーも大きな低下はない。

【 0 0 5 5 】

次に、第二の熱処理方法は、前記素材を1000℃以上1100℃以下の温度、好ましくは1030℃～1050℃のオーステナイト領域温度に加熱した後、600℃～800℃の間の所定の温度まで2℃/分より遅い冷却速度で冷却する。その後上記800℃～600℃の間の所定の温度から300℃の温度までを、平均冷却速度が2℃/分～15℃/分、好ましくは5℃/分～15℃/分の冷却速度になるように、冷却速度を速めて冷却して材料強度を確保する。300℃より低い温度域の冷却は特に規定するものではなく、自由に選択可能である。

この熱処理方法では、高温領域での冷却過程で冷却速度が遅いので、素材の表層部にも初析フェライト相が析出する。表層部での初析フェライト相の析出が適量に達した時点で低温領域の早い冷却に移行し、素材の強度を確保する。

この熱処理方法においても、温度管理は最終製品の表面となる位置の温度で行う。また、800℃～600℃の間の所定の温度や300℃までの冷却速度も、それぞれ素材の合金組成や素材の大きさ、形状等によって適宜選択設定する。

【0056】

600℃～800℃の間の所定の温度まで2℃/分より遅い冷却速度で冷却するのは、この温度範囲まで比較的ゆっくりした速度で冷却するので、素材の表層部にも適度の量の初析フェライト相を析出させることができるからである。所定温度に達した後、速やかに冷却速度を速めて冷却する。ここで第1の熱処理方法で示したように所定温度で保持すると、さらに初析フェライト相の析出が進み、材料強度を確保することができなくなる。したがって、所定温度に達したら速やかに、例えば5分を越えないうちに、次の冷却に入る。ここでは冷却速度が比較的早く、初析フェライト相析出温度領域から低い温度まで比較的短時間で冷却するため、初析フェライト相の析出が進み過ぎることはない。したがって800℃～600℃の間の所定の温度から300℃の温度までを、平均冷却速度が2℃/分～15℃/分、好ましくは5℃/分～15℃/分の冷却速度で冷却することとすれば良い。

このような熱処理方法によって得られた低合金耐熱鋼にも、0.2%耐力（初期強度）が588MPa以上647MPa以下となるような焼戻しを施して、所望の鋼材を得る。

【 0 0 5 7 】

上述したような本発明の熱処理方法に依れば、冷却速度の制御という比較的簡単な手段により、大型素材でも結晶粒の大きさを制御することが可能となる。

以上のような熱処理方法を施して得られた低合金耐熱鋼は、素材表層部及び中心部に適量の初析フェライト相が析出し、パーナイト相と初析フェライト相とを平均した結晶粒が、結晶粒度番号で3から6の適度な粒度の金属組織を有する鋼材となっている。また、初析フェライト相の析出量は5～40体積%となっており、初析フェライト相内には炭・窒化物相が微細に分散した金属組織を呈している。

この低合金耐熱鋼は不純物含有量も極めて少なく、材料の表層部と中心部とでほぼ同じ適切な大きさの結晶粒を有しているので、靱性に富み、高温強度にも優れ、特にクリープ脆化を起こすことのない優れた材料特性を具備している。

【 0 0 5 8 】

【実施例】

以下に実施例及び比較例を挙げて本発明をさらに具体的に説明する。

各実施例及び比較例において使用した鋼材の組成を表1に示す。表1において材料成分1から材料成分3はCrMoV鋼にタングステン(W)を加えて材質を強化し、しかも燐、硫黄、銅、アルミニウム、砒素、錫、アンチモンといった有害な微量不純物元素を極力低く抑えることで、1000℃以上の高温からの焼入れを可能にし、高い靱性を有し、高温特性、特にクリープ脆化を起こさない組成としたものである。材料成分4は材料成分1の合金にさらにコバルト(Co)を添加し、マトリックス自体を強化するとともに靱性を向上させ、強度と靱性のバランスをとるようにした合金である。材料成分5及び材料成分6は材料成分1の合金にさらにニオブ(Nb)、タンタル(Ta)、窒素(N)及び硼素(B)の内少なくとも1種の微量元素を添加し、焼入れ性を高め、クリープ破断強度を向上させるようにしたものである。さらにこれらの微量元素を添加は、高温加熱時に結晶粒が過大に成長するのを抑制し、結晶粒を微細化均一化する効果を有し、また、微量元素が炭・窒化物を形成して初析フェライト相中に微細分散し、初析フェライト相が強化された合金となる。材料成分7の合金は、材料成分1の合

金にさらにコバルト (C o) 及びニオブ (N b)、タンタル (T a)、窒素 (N) 及び硼素 (B) の内少なくとも 1 種の微量元素を添加し、マトリックス自体を強化して靱性を高めるとともに、結晶粒を微細化均一化し易くしたものである。

【 0 0 5 9 】

(実施例 1 ～ 3 及び比較例 2 ～ 3) (表 4 及び表 5 参照)

表 1 に示す材料成分番号 1 ～ 3 の組成の合金を使用し、表 4 に示す冷却条件の熱処理を施した試験片を作製した。各冷却条件は直径 1 2 0 0 m m のタービンロータの表層部と中心部の冷却過程を模擬したものである。本実施例の冷却条件は、試験片を 1 0 5 0 ℃ に加熱した後 8 0 0 ℃ 又は 8 5 0 ℃ の温度まで噴水冷却した。次いで大気中に 0. 5 時間又は 1 時間放置して空冷し、再び油中冷却又は噴水冷却をして常温まで冷却した。一方、比較例では通常の焼入れ条件である 1 0 5 0 ℃ から油焼き入れを実施した。次に、各試験片は初期強度である 0. 2 % 耐力が 6 0 9 ～ 6 3 0 M P a となるように焼戻しをした。

これらの試験片につき結晶粒度番号と初析フェライト相の析出量を測定した。結晶粒度番号は、先に説明したとおり JIS G 0552(1998) に規定された混粒の場合の測定方法に準じて測定した。また、析出初析フェライト量の測定は、画像解析装置を使用して測定した。これらの測定結果を表 4 に示す。

さらに、これらの試験片についてシャルピー衝撃吸収エネルギーの測定とクリープ試験を実施した。クリープ試験は 6 0 0 ℃ - 1 4 7 M P a におけるクリープ破断時間を平滑試料と切欠試料について測定した。これらの測定結果を表 5 に示す。

【 0 0 6 0 】

表 4 及び表 5 の結果から、本発明による実施例 1 ～ 3 の試験片では結晶粒がいずれも結晶粒度番号で 3. 6 から 4. 2 の範囲で 3 から 6 の間にあり、初析フェライト相の析出量はいずれも 1 2 % ～ 2 5 % であるので、タービンロータとしての目標値である室温シャルピー衝撃吸収エネルギー； 9. 8 J 以上、6 0 0 ℃ - 1 4 7 M P a におけるクリープ破断時間；平滑クリープ試験で 3 0 0 0 時間以上及び切欠クリープ試験で 1 0 0 0 0 時間以上、クリープ破断時間比 (B / A) ； 1. 6 以上、平滑クリープ破断絞り； 5 0 % 以上の材料特性を上回る特性が得ら

れている。

【0061】

また、実施例1の試料番号1-8の試験片について、焼戻し前の走査電子顕微鏡写真による組織の模式図を図1に示す。さらに同じ試験片の焼戻し後の走査電子顕微鏡写真による組織の模式図を図2に示す。図1及び図2に示すとおり、これらの試験片の金属組織は、針状組織の集合したベーナイト相1と白い片状の初析フェライト相2の複合組織を呈している。

図1の焼戻し前の金属組織では、白い初析フェライト相2の内部にはなにも認められないが、図2に示す焼戻し後の金属組織では、白い初析フェライト相2の内部には黒色の炭・窒化物相3が微細に分散して認められる。

【0062】

これに対して比較例2及び3の表層部を模擬した試験片では、初析フェライト相が析出しておらず、結晶粒も結晶粒番号で2、3以下の粗粒となっているため、室温シャルピー衝撃吸収エネルギーは23 J以下でタービンロータとしての目標値は上回るが本発明材には及ばず、平滑クリープ破断絞りは28%以下と脆く、平滑クリープ試験は約5700~7700時間と長いものの切欠クリープ試験では7500時間ないし9800時間で破断しており、クリープ破断時間比は1.3前後でクリープ脆化を引き起こすことを示している。

【0063】

(実施例4及び比較例4、表6及び表7参照)

表1に示す材料成分番号4のコバルト添加組成の合金を使用し、表6に示す冷却条件の熱処理を施した試験片を作製した。実施例4の冷却条件は、試験片を1050℃に加熱した後750℃の温度まで噴水冷却し、次いで大気中に0.5時間放置して空冷した後、再び噴水冷却をして常温まで冷却した。一方、比較例4では通常の焼入れ条件である1050℃から油焼入れを実施した。次に、各試験片は初期強度である0.2%耐力が618~626 MPaとなるように焼戻しをした。

これらの試験片につき実施例1~3の場合と同様にして結晶粒度番号と初析フェライト相の析出量を測定した。また、シャルピー衝撃吸収エネルギーの測定と

クリープ試験を実施した。これらの測定結果を表6及び表7に示す。

【0064】

表6及び表7の結果から、本発明による実施例4の試験片では結晶粒が3.7および4.0と結晶粒度番号で3から6の間にあり、初析フェライト相の析出量は20%及び27%である。材料特性は室温シャルピー衝撃吸収エネルギーは46J以上、600℃-147MPaにおけるクリープ破断時間は平滑クリープ試験で8000時間以上、切欠クリープ試験で14000時間未破断、クリープ破断時間比(B/A)は1.70以上、平滑クリープ破断絞りは78%以上で、タービンロータとしての目標値を上回る材料特性が得られている。

これに対して比較例4の表層部を模擬した試験片では、初析フェライト相が析出しておらず、結晶粒も結晶粒度番号で2.3の粗粒となっているため、室温シャルピー衝撃吸収エネルギーは24Jでタービンロータとしての目標値は上回るが本発明材には及ばず、平滑クリープ破断絞りは17.4%と脆く、平滑クリープ試験は約9000時間と長いものの切欠クリープ試験では11000時間で破断しており、クリープ破断時間比は1.22でクリープ脆化を引き起こすことを示している。

【0065】

(実施例5、実施例6及び比較例5、比較例6、表8及び表9参照)

表1に示す材料成分番号5及び材料成分番号6の微量元素添加組成の合金を使用し、表8に示す冷却条件の熱処理を施した試験片を作製した。実施例5及び6の冷却条件は、試験片を1050℃に加熱した後800℃又は850℃の温度まで噴水冷却し、次いで大気中に1.0時間又は2時間放置して空冷し、再び噴水冷却又は油中冷却をして常温まで冷却した。一方、比較例5及び6では通常の焼入れ条件である1050℃から油焼入れを実施した。次に、各試験片は初期強度である0.2%耐力が610~627MPaとなるように焼戻しをした。

これらの試験片につき実施例1~3の場合と同様にして結晶粒度番号と初析フェライト相の析出量を測定した。また、シャルピー衝撃吸収エネルギーの測定とクリープ試験を実施した。これらの測定結果を表8及び表9に示す。

【0066】

表 8 及び表 9 の結果から、本発明による実施例 5 及び実施例 6 の試験片では結晶粒が結晶粒度番号で 3. 8 ~ 4. 3 と 3 から 6 の間にあり、初析フェライト相の析出量はいずれも 1 6 % ~ 2 6 % の間にある。材料特性は室温シャルピー衝撃吸収エネルギーは 3 3 J 以上、6 0 0 °C - 1 4 7 M P a におけるクリープ破断時間は平滑クリープ試験で 8 3 0 0 時間以上、切欠クリープ試験で 1 4 0 0 0 時間未破断、クリープ破断時間比 (B / A) は 1. 6 以上、平滑クリープ破断絞り は 7 8 % 以上で、タービンロータとしての目標値を上回る材料特性が得られている。

これに対して比較例 5 及び 6 の表層部を模擬した試験片では、初析フェライト相が析出しておらず、結晶粒も結晶粒番号で 2. 4 又は 2. 6 の粗粒となっているため、室温シャルピー衝撃吸収エネルギーは 2 0 J 以下でタービンロータとしての目標値は上回るが本発明材には及ばず、平滑クリープ破断絞りは 1 1. 9 % 又は 2 3. 1 % と脆く、平滑クリープ試験は約 9 3 0 0 時間以上と長いものの、切欠クリープ試験では 9 6 0 0 又は 1 1 3 0 0 時間で破断しており、クリープ破断時間比 (B / A) は 1. 0 3 又は 1. 1 3 でクリープ脆化を引き起こすことを示している。

【 0 0 6 7 】

(実施例 7 及び比較例 7、表 1 0 及び表 1 1 参照)

表 1 に示す材料成分番号 7 のコバルト及び微量元素添加組成の合金を使用し、表 1 0 に示す冷却条件の熱処理を施した試験片を作製した。実施例 7 の冷却条件は、試験片を 1 0 5 0 °C に加熱した後 8 0 0 °C の温度まで噴水冷却し、次いで大気中に 1. 0 時間放置して空冷し、再び噴水冷却をして常温まで冷却した。一方、比較例 7 では通常の焼入れ条件である 1 0 5 0 °C から油焼き入れを実施した。次に、各試験片は初期強度である 0. 2 % 耐力が 6 0 5 ~ 6 3 4 M P a となるように焼戻しをした。

これらの試験片につき実施例 1 ~ 3 の場合と同様にして結晶粒度番号と初析フェライト相の析出量を測定した。また、シャルピー衝撃吸収エネルギーの測定とクリープ試験を実施した。これらの測定結果を表 1 0 及び表 1 1 に示す。

【 0 0 6 8 】

表10及び表11の結果から、本発明による実施例7の試験片では結晶粒が3.9および4.3と結晶粒度番号で3から6の間にあり、初析フェライト相の析出量は24%及び32%である。材料特性は室温シャルピー衝撃吸収エネルギーは37J以上、600℃-147MPaにおけるクリープ破断時間は平滑クリープ試験で8400時間以上、切欠クリープ試験で14000時間未破断、クリープ破断時間比(B/A)は1.64以上、平滑クリープ破断絞りは74%以上で、タービンロータとしての目標値を上回る材料特性が得られている。

これに対して比較例7の表層部を模擬した試験片では、初析フェライト相が析出しておらず、結晶粒も結晶粒番号で2.5の粗粒となっているため、室温シャルピー衝撃吸収エネルギーは21Jでタービンロータとしての目標値は上回るが本発明材には及ばず、平滑クリープ破断絞りは25.6%と脆く、平滑クリープ試験は約9500時間と長いものの、切欠クリープ試験では11800時間で破断しており、クリープ破断時間比は1.24でクリープ脆化を引き起こすことを示している。

【0069】

(実施例8～実施例11、表12及び表13参照)

表1に示す材料成分番号1, 4, 5, 7の組成の合金を使用し、表12に示す冷却条件の熱処理を施した試験片を作製した。実施例8～実施例11の冷却条件は、試験片を1050℃に加熱した後650℃又は700℃の温度まで1.4℃/分あるいは1.8℃/分で冷却し、次いで650℃又は700℃から300℃の間を6.5℃/分あるいは5.1℃/分で冷却した後、常温まで冷却した。

次に、各試験片は初期強度である0.2%耐力が615～627MPaとなるように焼戻しをした。

これらの試験片につき実施例1～3の場合と同様にして結晶粒度番号と初析フェライト相の析出量を測定した。また、シャルピー衝撃吸収エネルギーの測定とクリープ試験を実施した。これらの測定結果を表12及び表13に示す。

【0070】

表12及び表13の結果から、本発明による実施例8～11の試験片では結晶粒が3.5から4.2と結晶粒度番号で3から6の間にあり、初析フェライト相

の析出量はいずれも 1 3 % ~ 2 9 % である。材料特性は室温シャルピー衝撃吸収エネルギーは 3 4 J 以上、6 0 0 °C - 1 4 7 M P a におけるクリープ破断時間は平滑クリープ試験で 6 7 0 0 時間以上、切欠クリープ試験で 1 4 0 0 0 時間未破断、クリープ破断時間比 (B / A) は 1 . 6 3 以上、平滑クリープ破断絞り は 7 4 % 以上で、タービンロータとしての目標値を上回る材料特性が得られている。

【 0 0 7 1 】

【発明の効果】

本発明の低合金耐熱鋼は、製造方法が容易で、特に 1 0 0 0 °C 以上からの焼入れが可能となり、部材の表層部と中心部でほぼ同じ金属組織を有するので、従来の C r M o V 鋼に比べて同等以上の耐力、靱性を有し、かつ高温特性に優れ、特にクリープ脆化を起こさないで、高温用蒸気タービンロータ材等として優れた性能を発揮する。

また、本発明の低合金鋼の熱処理方法は、冷却速度の制御といった比較的簡単な手段で大型部材の表層部近傍と中心部の金属組織をほぼ均一にすることができる。また結晶粒の大きさを結晶粒度番号で 3 ~ 6 に制御することができる。その結果、大型部材に対しても耐力、靱性が高く、高温特性に優れ、特に耐クリープ脆化特性に優れた材料を、短期間でしかも安価に提供することが可能となる。

さらに、本発明のタービンロータは優れた高温強度と靱性を備え、クリープ脆化を起こさないで高温での使用が可能となり、エネルギー効率の高い発電プラントが実現できるので、プラントコストの低減ひいては発電越コストの低減に極めて有用である。

【 0 0 7 2 】

【表 1】

材料成分番号		化学組成 (wt%)																				
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ta	Co	N	B	P	S	Cu	Al	As	Sn	Sb	Fe
1	0.26	0.05	0.09	0.08	1.46	0.54	2.40	0.25							0.006	0.001	0.03	0.003	0.006	0.005	0.0012	残
2	0.27	0.29	0.18	0.19	1.23	1.02	1.52	0.21							0.010	0.002	0.02	0.005	0.004	0.006	0.0013	残
3	0.31	0.03	0.23	0.09	1.04	0.52	2.42	0.24							0.006	0.001	0.01	0.003	0.006	0.005	0.0015	残
4	0.27	0.08	0.20	0.09	1.35	1.20	2.38	0.24			1.48				0.006	0.001	0.01	0.002	0.006	0.005	0.0013	残
5	0.27	0.08	0.20	0.08	1.35	1.22	2.39	0.23	0.06	0.05			0.006	0.005	0.001	0.01	0.002	0.006	0.007	0.0014	残	
6	0.26	0.07	0.19	0.10	1.34	1.20	2.40	0.24	0.07			0.008		0.007	0.001	0.02	0.002	0.007	0.006	0.0013	残	
7	0.27	0.07	0.20	0.08	1.33	1.20	2.42	0.24	0.08		0.98	0.006		0.005	0.002	0.02	0.004	0.007	0.005	0.0011	残	

【 0 0 7 3 】

【表 2】

分類	試料番号	材料成分番号	冷却模倣位置	オーステナイト結晶粒度番号	初析フェライト量(体積%)
本発明材	1-1	1	中心	4.1	0
	1-2	1	表層	4.1	0
	1-3	1	中心	3.2	0
	1-4	1	表層	3.2	0
比較材	1-5	1	中心	2.3	0
	1-6	1	表層	2.5	0

【0074】

【表 3】

分類	試料 番号	材料特性						備考
		0.2%耐力 (MPa)	シャルピー衝撃 吸収エネルギー (J)	600℃-147MPa クリープ破断特性 (h)				
				平滑試験 破断時間 (h) A	平滑試験 破断絞り (%)	切欠試験 破断時間 (h) B	クリープ破断時間比 (切欠試験破断時間/ 平滑試験破断時間) B / A	
本発明材	1-1	623	61	6995	82.8	14000未破断	2.00以上	
	1-2	620	59	6751	83.9	14000未破断	2.07以上	
	1-3	625	41	7103	72.1	14000未破断	1.97以上	
	1-4	623	43	7026	74.6	14000未破断	1.99以上	
比較材	1-5	630	30	7664	28.4	10205	1.33	絞り不足 クリープ脆化指数不足
	1-6	628	28	7581	30.3	10543	1.39	絞り不足 クリープ脆化指数不足

絞り不足
クリープ脆化指数不足

絞り不足
クリープ脆化指数不足

【0075】

【表 4】

分類	試料 番号	材料 成分 番号	冷却条件	冷却 模擬 位置	結晶 粒度 番号	初析フエライト 量 (体積%)
実施例 1	1-7	1	1050℃～850℃：噴水冷却 →1Hr 空冷→油焼入れ	中心	3.8	22
	1-8	1	1050℃～850℃：噴水冷却 →1Hr 空冷→油焼入れ	表層	4.2	23
実施例 2	2-1	2	1050℃～850℃：噴水冷却 →1Hr 空冷→噴水冷却	中心	3.6	12
	2-2	2	1050℃～850℃：噴水冷却 →1Hr 空冷→噴水冷却	表層	4.0	16
比較例 2	2-3	2	1050℃より油焼入れ	表層	2.3	0
実施例 3	3-1	3	1050℃～800℃：噴水冷却 →0.5Hr 空冷→噴水冷却	中心	3.7	16
	3-2	3	1050℃～800℃：噴水冷却 →0.5Hr 空冷→噴水冷却	表層	4.0	25
比較例 3	3-3	3	1050℃より油焼入れ	表層	2.2	0

【0076】

【表 5】

分類	試料 番号	材料特性							備考
		0.2%耐力 (MPa)	シャルピー衝撃 吸収エネルギー (J)	600℃-147MPa クリープ破断特性(h)					
				平滑試験 破断時間 (h) A	平滑試験 破断絞り (%) B	切欠試験 破断時間 (h) B	クリープ破断時間比 (切欠試験破断時間/ 平滑試験破断時間) B / A		
実施例 1	1-7	609	55	6570	79.9	14000 未破断	2.13以上		
	1-8	614	51	6407	81.2	14000 未破断	2.19以上		
実施例 2	2-1	611	53	5359	75.0	14000 未破断	2.61以上		
	2-2	613	58	5271	80.4	14000 未破断	2.66以上		
比較例 2	2-3	609	23	5733	28.0	7521	1.31	絞り不足 クリープ破断時間比不足	
実施例 3	3-1	628	38	7252	77.3	14000 未破断	1.93以上		
	3-2	626	37	7026	81.0	14000 未破断	1.99以上		
比較例 3	3-3	630	16	7721	19.2	9881	1.28	絞り不足 クリープ破断時間比不足	

【0077】

【表 6】

分類	試料 番号	材料 成分 番号	冷却条件	冷却 模擬 位置	結晶 粒度 番号	初析フエライト 量 (体積%)
実施例 4	4-1	4	1050℃～750℃：噴水冷却 →0.5Hr 空冷→噴水冷却	中心	3.7	27
	4-2	4	1050℃～750℃：噴水冷却 →0.5Hr 空冷→噴水冷却	表層	4.0	20
比較例 4	4-3	4	1050℃より油焼入れ	表層	2.3	0

【0078】

【表 7】

分類	試料 番号	材料特性						備考
		0.2%耐力 (MPa)	シャルピー衝撃 吸収エネルギー (J)	600℃-147MPa クリーブ破断特性(h)				
				平滑試験 破断時間 (h) A	平滑試験 破断絞り (%)	切欠試験 破断時間 (h) B	クリーブ破断時間比 (切欠試験破断時間/ 平滑試験破断時間) B / A	
実施例 4	4-1	618	46	8071	76.5	14000 未破断	1.73以上	
	4-2	625	59	8237	79.4	14000 未破断	1.70以上	
比較例 4	4-3	626	24	9032	17.4	11056	1.22	絞り不足 クリーブ破断時間比不足

【0079】

【表 8】

分類	試料番号	材料成分番号	冷却条件	冷却模倣位置	結晶 粒度番号	初析フェライト 量 (体積%)
実施例 5	5-1	5	1050℃～800℃：噴水冷却 →1Hr 空冷→油焼入れ	中心	4.0	16
	5-2	5	1050℃～800℃：噴水冷却 →1Hr 空冷→油焼入れ	表層	4.3	26
比較例 5	5-3	5	1050℃より油焼入れ	表層	2.6	0
実施例 6	6-1	6	1050℃～850℃：噴水冷却 →2Hr 空冷→噴水冷却	中心	3.8	26
	6-2	6	1050℃～850℃：噴水冷却 →2Hr 空冷→噴水冷却	表層	4.2	19
比較例 6	6-3	6	1050℃より油焼入れ	表層	2.4	0

【0080】

【表 9】

分類	試料 番号	材料特性						備考
		0.2%耐力 (MPa)	シャルピー衝撃 吸収エネルギー (J)	600℃-147MPa クリープ破断特性(h)				
				平滑試験 破断時間 (h) A	平滑試験 破断絞り (%)	切欠試験 破断時間 (h) B	クリープ破断時間比 (切欠試験破断時間/ 平滑試験破断時間) B / A	
実施例 5	5-1	615	37	8650	80.1	14000 未破断	1.62以上	
	5-2	610	42	8371	81.6	14000 未破断	1.67以上	
比較例 5	5-3	623	16	9313	11.9	9612	1.03	絞り不足 クリープ破断時間比不足
実施例 6	6-1	627	33	8467	78.2	14000 未破断	1.65以上	
	6-2	620	35	8694	78.5	14000 未破断	1.61以上	
比較例 6	6-3	616	20	9605	23.1	11323	1.13	絞り不足 クリープ破断時間比不足

【0081】

【表 10】

分類	試 番	材 料 成 分 番	冷 却 条 件	冷 却 模 擬 位 置	結 晶 粒 度 番 号	初 析 フ ェ ラ イ ト 量 (体 積 %)
実 施 例 7	7-1	7	1050℃～800℃：噴水冷却 →1Hr 空冷→噴水冷却	中心	3.9	24
	7-2	7	1050℃～800℃：噴水冷却 →1Hr 空冷→噴水冷却	表層	4.3	32
比 較 例 7	7-3	7	1050℃より油焼入れ	表層	2.5	0

【0082】

【表 1 1】

分類	試験番号	材料特性						備考
		0.2%耐力 (MPa)	シャルピー衝撃 吸収エネルギー (J)	600℃-147MPa クリープ破断特性(h)				
				平滑試験 破断時間 (h) A	平滑試験 破断絞り (%)	切欠試験 破断時間 (h) B	クリープ破断時間比 (切欠試験破断時間/ 平滑試験破断時間) B / A	
実施例 7	7-1	610	40	8511	74.6	14000 未破断	1.64以上	
	7-2	605	37	8403	78.1	14000 未破断	1.67以上	
比較例 7	7-3	634	21	9520	25.6	11836	1.24	絞り不足 クリープ破断時間比不足

【0083】

【表 1 2】

分類	試料番号	材料 成分番号	冷却条件	冷却 模擬位置	結晶 粒度番号	初析フエイト量 (体積%)
実施例 8	1-9	1	1050℃~650℃:1.4℃/分 650℃~300℃:6.5℃/分	中心	3.5	16
	1-10	1	1050℃~650℃:1.4℃/分 650℃~300℃:6.5℃/分	表層	3.7	17
実施例 9	4-4	4	1050℃~650℃:1.4℃/分 650℃~300℃:6.5℃/分	中心	3.6	21
	4-5	4	1050℃~650℃:1.4℃/分 650℃~300℃:6.5℃/分	表層	3.8	18
実施例 10	5-4	5	1050℃~700℃:1.8℃/分 700℃~300℃:6.5℃/分	中心	3.5	14
	5-5	5	1050℃~700℃:1.8℃/分 700℃~300℃:6.5℃/分	表層	3.5	13
実施例 11	7-4	7	1050℃~650℃:1.4℃/分 650℃~300℃:5.1℃/分	中心	3.8	26
	7-5	7	1050℃~650℃:1.4℃/分 650℃~300℃:5.1℃/分	表層	4.2	29

【 0 0 8 4 】

【表 13】

分類	試料 番号	材料特性						備考
		0.2%耐力 (MPa)	シャルピー衝撃 吸収エネルギー (J)	600℃-147MPa クリーブ破断特性(h)				
				平滑試験 破断時間 (h) A	平滑試験 破断絞り (%)	切欠試験 破断時間 (h) B	クリーブ破断時間比 (切欠試験破断時間/ 平滑試験破断時間) B / A	
実施例 8	1-9	623	36	7036	78.3	14000 未破断	1.99以上	
	1-10	620	44	6755	79.0	14000 未破断	2.07以上	
実施例 9	4-4	623	43	8230	74.9	14000 未破断	1.70以上	
	4-5	618	50	7963	77.0	14000 未破断	1.76以上	
実施例 10	5-4	626	32	8458	78.6	14000 未破断	1.66以上	
	5-5	627	35	8203	78.0	14000 未破断	1.71以上	
実施例 11	7-4	615	34	8607	74.6	14000 未破断	1.63以上	
	7-5	618	41	8395	78.0	14000 未破断	1.67以上	

【図面の簡単な説明】

【図 1】 焼戻し前の金属組織の例を示す走査電子顕微鏡写真の模式図である。

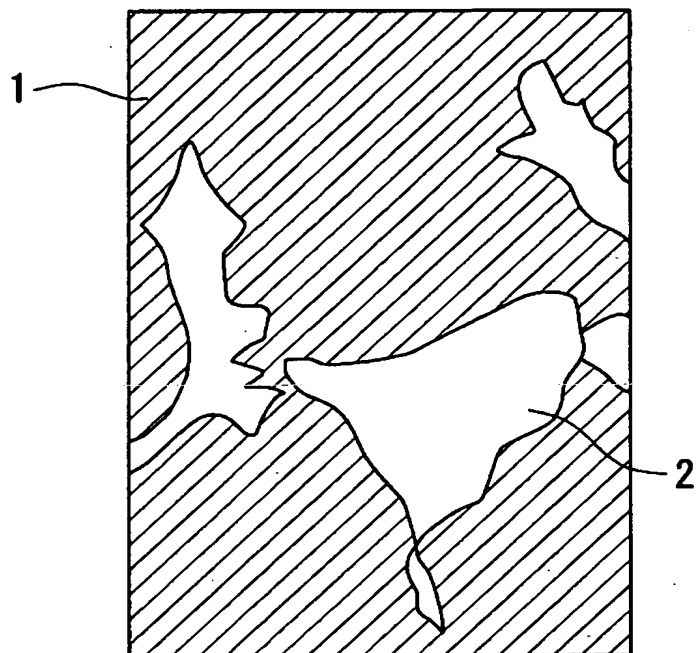
【図 2】 焼戻し後の金属組織の例を示す走査電子顕微鏡写真の模式図である。

【符号の説明】

1 ……ペーナイト相、 2 ……初析フェライト相、 3 ……炭・窒化物相

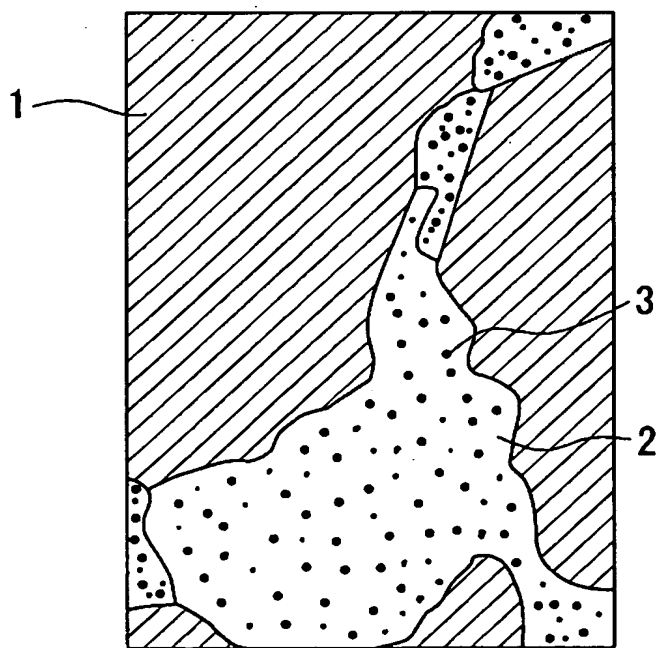
【書類名】 図面

【図1】



(倍率2000倍)

【図2】



(倍率2000倍)

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 タービンロータ等の大型部材に使用するC r M o V系耐熱鋼において、部材の表面部と中心部で均一な材質を有し、高温強度特性に優れ、特にクリープ脆化を起こさない低合金耐熱鋼と、その熱処理方法並びにそれを用いたタービンロータを提供する。

【解決手段】 C r M o V系耐熱鋼において、燐、硫黄、銅、アルミニウム、砒素、錫、アンチモン等の微量不純物を特定のレベル以下まで低減させ、熱処理条件を制御して結晶をJ I S結晶粒度番号で3～6にする。適度な量の初析フェライト相を析出させて、結晶粒度を調整することができる。また、熱処理方法は高温領域から急冷し、次いで大気中で一定時間放冷した後再び急冷する方法、もしくは高温領域を徐冷した後、低温域は冷却速度を速めて冷却する方法がある。

【選択図】 図 2

認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2001-061842
受付番号	50100313981
書類名	特許願
担当官	宇留間 久雄 7277
作成日	平成13年 3月13日

<認定情報・付加情報>

【特許出願人】

【識別番号】	000006208
【住所又は居所】	東京都千代田区丸の内二丁目5番1号
【氏名又は名称】	三菱重工業株式会社

【特許出願人】

【識別番号】	590005715
【住所又は居所】	東京都千代田区神田駿河台2-1-20 お茶の水ユニオンビル4F
【氏名又は名称】	日本鑄鍛鋼株式会社

【特許出願人】

【識別番号】	000214711
【住所又は居所】	長崎県長崎市深堀町5丁目717番地1
【氏名又は名称】	長菱エンジニアリング株式会社

【代理人】

【識別番号】	100112737
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	藤田 考晴

【代理人】

【識別番号】	100064908
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	志賀 正武

【選任した代理人】

【識別番号】	100108578
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	高橋 詔男

次頁有

認定・付加情報（続き）

【選任した代理人】

【識別番号】 100101465

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場3丁目23番3号 ORビ
ル 志賀国際特許事務所

【氏名又は名称】 青山 正和

特2001-061842

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[000006208]

1. 変更年月日 1990年 8月10日

[変更理由] 新規登録

住 所 東京都千代田区丸の内二丁目5番1号

氏 名 三菱重工業株式会社

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [590005715]

1. 変更年月日 1999年 9月13日

[変更理由] 住所変更

住 所 東京都千代田区神田駿河台2-1-20 お茶の水ユニオンビル4F

氏 名 日本鑄鍛鋼株式会社

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000214711]

1. 変更年月日 1991年11月13日

[変更理由] 住所変更

住 所 長崎県長崎市深堀町5丁目717番地1

氏 名 長菱エンジニアリング株式会社